

# HIGH STRENGTH BOLT EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE

**Publication number:** JP2000337333  
**Publication date:** 2000-12-05  
**Inventor:** NAMIMURA YUICHI; IBARAKI NOBUHIKO; MAKII KOICHI; KAGUCHI HIROSHI  
**Applicant:** KOBE STEEL LTD; HONDA MOTOR CO LTD; SAGA TEKKOHSO CO LTD  
**Classification:**  
**- international:** *F16B35/00; B21H3/02; C22C38/00; C22C38/34; B21H3/02; F16B35/00; B21H3/00; C22C38/00; C22C38/34; B21H3/00; (IPC1-7): B21H3/02; F16B35/00; C22C38/00; C22C38/34*  
**- european:**  
**Application number:** JP20000107024 20000101  
**Priority number(s):** JP20000107024 20000101

**Report a data error here**

**Abstract of JP2000337333**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high strength bolt excellent in delayed fracture resistance which has a tensile strength of over 1200 N/mm<sup>2</sup>. **SOLUTION:** This bolt which is composed of a steel including C: 0.5-1.0% restrains the structure generation of one kind or more than one kind of pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bentonite and martensite. The area rate of pearlite structure with particle No.7 or above in pearlite nodule size is made to be 80% or above. Then, the high strength wire material which is made to have a tensile strength of over 1200 N/mm<sup>2</sup> and excellent delayed fracture resistance by strong extension work is used. The material is cut to a fixed length and both end parts are threaded by thread rolling or cutting.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(I9)日本国特許庁 (I P) (I2) 公 開 特 許 公 報 (A) (I1)特許出願公開番号

特開2000-337333  
(P2000-337333A)  
(43)公開日 平成12年12月5日(2000.12.5)

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	フーバー(参考)
F 16 B 35/00		F 16 B 35/00	J
C 22 C 38/00	3 0 1	C 22 C 38/00	3 0 1 A
38/34		38/34	
// B 2 1 H 3/02		B 2 1 H 3/02	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 10 頁)			

(21) 出願番号	特願2000-107024(P2000-107024)	(71) 出願人	000001159 株式会社神戸製鋼所
(62) 分割の表示	特願平10-121542の分割		株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番10号
(22) 出願日	平成10年4月30日(1998.4.30)	(71) 出願人	000005326 本田技研工業株式会社
			東京都港区南青山二丁目1番1号
		(71) 出願人	3392027254 株式会社佐賀鉄工所
			佐賀県佐賀市神岡一丁目5番30号
		(74) 代理人	100067828 弁護士 小谷 悦司 (外1名)
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト

(57) 【要約】

【課題】 引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供する。

【解決手段】 C：0.5～1.0%を含む鋼からなり、切折フェライト、切折セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、ベイナイト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼としたものであり、且つ強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼とした高強度線材を使用し、これを所定の長さで切断した後、両端部をねじ転造または切削によりねじ加工したものである。

1

2

3

【請求項の範囲】

【請求項1】 C：0.5～1.0%（質量%の意味、以下同じ）を含む鋼からなり、切折フェライト、切折セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制し、ベイナイト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上のベイナイト組織の面積率を80%以上としたものであり、且つ強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼とした高強度線材を使用し、これを所定の長さで切断した後、両端部をねじ転造または切削によりねじ加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【請求項2】 S1：2.0%以下（0%を含まない）および/またはC0：0.5%以下（0%を含まない）を含有する高強度線材を使用したものである請求項1に記載の高強度ボルト。

【請求項3】 C、Mn、Ti、Nb、VおよびWよりなる群から選択される1種以上を合計で0.01～0.5%含有する高強度線材を使用したものである請求項1または2に記載の高強度ボルト。

【請求項4】 A1：0.01～0.05%を含有する高強度線材を使用したものである請求項1～3のいずれかに記載の高強度ボルト。

【請求項5】 C：0.5～1.0%を含む鋼からなり、切折フェライト、切折セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制し、ベイナイト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上のベイナイト組織の面積率を80%以上としたものであり、且つ強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼とした高強度線材を使用し、これを所定の長さで切断後、両端部によって一方端部にボルト頭部を形成し、両端部をねじ加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【請求項6】 S1：2.0%以下（0%を含まない）および/またはC0：0.5%以下（0%を含まない）を含有する高強度線材を使用したものである請求項5に記載の高強度ボルト。

【請求項7】 C、Mn、Ti、Nb、VおよびWよりなる群から選択される1種以上を合計で0.01～0.5%含有する高強度線材を使用したものである請求項5または6に記載の高強度ボルト。

【請求項8】 A1：0.01～0.05%を含有する高強度線材を使用したものである請求項5～7のいずれかに記載の高強度ボルト。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車用や各種乗機用として使用される高強度ボルトに関するもので

あり、特に強度（引張強度）が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 一般の高強度ボルト用鋼としては、中炭素合金鋼（SCM435、SCM440、SCM440等）が使用されており、焼入れ、焼戻しによって必要な強度を確保する鋼にしている。しかしながら、自動車用や各種乗機用として使用される一般の高強度ボルトでは、引張強さが約1200N/mm<sup>2</sup>を超える領域になると、遅れ破壊が発生する危険があり、使用上の制約がある。

【0003】 遅れ破壊は、非腐食性環境下で起こるものと腐食性環境下で起こるものがあるが、その発生原因は種々の要因が複雑にからみあっていると考えられており、一概に上記原因を特定することは困難である。上記の遅れ破壊を左右する制御因子としては、焼戻し温度、組織、材料硬さ、結晶粒径、各種合金元素等の因子が一般に認められているものの、遅れ破壊を防止するための有効な手段が確立されている訳ではなく、試行錯誤的に種々の方法が提案されているに過ぎないのが現状である。

【0004】 耐遅れ破壊性を改善するために、例えば特開昭60-114551号、特開平2-267243号および特開平3-243745号等の技術が提案されている。これらの技術は、各種の主要な合金元素を調整することによって、引張強さが1400MPa以上でも耐遅れ破壊性が優れた高強度ボルト用鋼の開発を目指してなされたものである。しかしながらこれらの技術によっても、遅れ破壊発生の危険が完全に解消されたと言う訳ではなく、それらの適用範囲はごく限られた範囲に止まっている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、この様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】 上記目的を達成し得た高強度ボルトとは、C：0.5～1.0%（質量%の意味、以下同じ）を含む鋼からなり、切折フェライト、切折セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制し、ベイナイト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上のベイナイト組織の面積率を80%以上としたものであり、且つ強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼とした高強度線材を使用し、これを所定の長さで切断した後、両端部をねじ転造または切削によりねじ加工したものである点に特徴を有するものである。ここで、ベイナイト/ジュールとは、ベイライ

ト中のフェライトの結晶方位が揃った領域を意味する。

【0007】本発明の上記目的は、C：0.5～1.0%を含む鋼からなり、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制し、パーライト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上のパーライト組織の面積率を80%以上としたものであり、且つ強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する様にした高強度材料を使用し、これを所定の長さに切断後、温間鍛造によって一方端部にポルト頭部を形成し、温間鍛造の前または後に他方端部をねじ駆造または切削によりねじ加工したものである様な高強度ポルトの構成を採用することによって達成される。

【0008】また本発明の高強度ポルトには、必要に応じて(1) Si：2.0%以下(0%を含まない)および/またはCo：0.5%以下(0%を含まない)、(2) Cr、Mo、Ti、Nb、VおよびWよりなる群から選択される1種以上を合計で0.01～0.05%、(3) Al：0.01～0.05%、等を含有する高強度材料を使用することも有効である。

【0009】  
【発明の実施形態】本発明者らは、従来のポルト用高強度鋼の耐遅れ破壊性が劣る原因について様々な角度から検討した。その結果、従来の改善方法では、組織を焼戻しマルテンサイトとして、焼戻し温度の回避、焼戻し温度の低減、結晶粒细化を図ることによって耐遅れ破壊性を補ってきたが、こうした手段では高強度鋼の耐遅れ破壊性を向上させるには限界があることが判明した。

【0010】そこで本発明者らは、耐遅れ破壊性を更に向上させるために鋭意研究を重ねた結果、組織をある制御をもったパーライト主体の組織とし、強伸線加工により1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度とした高強度材料を使用し、ポルトに加工すれば、優れた耐遅れ破壊性を発揮する高強度ポルトが得られることを見出し、本発明を完成した。

【0011】本発明で素材として用いる高強度材料は、上述の如く初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制して、パーライト/ジュールサイズが粒度番号でN0.7以上のパーライト組織の面積率を80%以上とする必要がある。上記組織のうち、初析フェライトと初析セメンタイトが多く生成すると、伸縮時に微割れを起こして伸縮ができなくなり、強伸線加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度を得ることができなくなる。また初析セメンタイトとマルテンサイトは、伸縮時に面割れを引き起こすので少なくする必要がある。更に、ベイナイトはパーライトに比べて加工硬化量が少なくないので、強伸線加工による強度上昇が望めないののでできるだけ少なくする必要がある。

%であり、より好ましくは0.9%とするのが良い。

【0017】本発明の高強度ポルトには、通常添加される各種元素(Si、Co、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Ti、Nb、V、W、Al、B等)を含有しても良いことは勿論であるが、特に所定量のSiやCoを含有させることは、初析セメンタイトの析出を抑制する上で有効であり、またCr、Mo、Ti、Nb、V、W、Alは結晶粒を微細化してパーライト/ジュールサイズを微細にするのに有効である。必要に応じて添加される各元素の限定理由は下記の通りである。

【0018】Si：2.0%以下(0%を含まない)  
Siは鋼の焼入れ性を向上させて初析セメンタイトの析出を抑える効果を提供する。また脱酸剤としての作用が期待され、しかもフェライトに固溶して顕著な固溶強化作用を発揮する。これらの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、Si含有量が過剰になると伸縮後の鋼の延性を低下させるので、2.0%を上限とする。尚Si含有量の好ましい上限は、1.0%であり、より好ましくは0.5%である。

【0019】Co：0.5%以下(0%を含まない)  
CoはSiと同様に初析セメンタイトの析出を抑制する効果があり、初析セメンタイトの低減を図る本発明の高強度ポルトにおける添加成分としては特に有効である。こうした効果は、含有量が増加するほど増大するが、0.5%を超えて含有させてもその効果は飽和して不経済となるので、その上限を0.5%とし、尚Co含有量の好ましい範囲は0.05～0.3%であり、更に好ましくはその下限を0.1%、その上限を0.2%とするのが良い。

【0020】Cr、Mo、Ti、Nb、VおよびWよりなる群から選ばれる1種以上：合計で0.01～0.5%  
これらの元素は、微細な炭、窒化物を形成して耐遅れ破壊性の向上に寄与する。またこれらの炭化物および窒化物は、パーライト/ジュールサイズを微細化する上でも有効である。こうした効果を提供させる為には合計で0.01%以上含有させる必要があるが、過剰に含有させると耐遅れ破壊性および延性を阻害するので、合計で0.5%以下にする必要がある。尚これらの元素含有量の好ましい下限は合計で0.02%であり、より好ましくは0.03%とするのが良い。また好ましい上限は合計で0.3%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。

【0021】Al：0.01～0.05%  
Alは鋼中のNを補足してAINを形成し、パーライト/ジュールサイズを微細化することによって耐遅れ破壊性の向上に寄与する。その為には、0.01%以上含有させる必要があるが、0.05%を超えると窒化物系析出物や炭化物系析出物が生成し、伸縮性が低下するので、0.05%以下にする必要がある。尚Al含有量の

好ましい下限は0.025%であり、好ましい上限は0.035%である。

【0022】Mn：0.2～1.0%  
Mnは脱酸剤としての効果と、鋼の焼入れ性を向上させて鋼の組織の均一性を高める効果を提供する。これらの効果を提供させる為には、0.2%以上含有させる必要がある。しかしながらMn含有量が過剰になると、Mnの偏析前にマルテンサイトを劣化させるので、1.0%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.40%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.70%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。

【0023】Cu：0.5%以下(0%を含まない)  
Cuは析出硬化作用によって鋼の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、焼戻しを起こして耐遅れ破壊性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Cu含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またCu含有量の好ましい上限は0.3%であり、より好ましくは0.2%とするのが良い。

【0024】Ni：1.0%以下(0%を含まない)  
Niは鋼の強度と加工性にあまり寄与しないが、伸縮材の剛性を高める効果を提供する。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、炭素が温度が低くなり過ぎて、炭素の大型化、生産性の劣化を来すため、1.0%を上限とする。尚Ni含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またNi含有量の好ましい上限は0.5%であり、より好ましくは0.3%とするのが良い。

【0025】B：0.0005～0.003%  
Bは鋼の焼入れ性に際して添加されるが、その効果を発揮するためには、0.0005%以上含有させる必要がある。しかしながら、0.003%を超えて過剰に含有すると却って剛性を阻害する。尚B含有量の好ましい下限は0.0010%であり、好ましい上限は0.0025%である。

【0026】N：0.015%以下(0%を含まない)  
NはAINやTiN等の窒化物を形成することによって、結晶粒の微細化については耐遅れ破壊性の向上に好影響を与える。しかしながら、過剰に含有すると窒化物が増加し過ぎて伸縮性に悪影響を及ぼすだけでなく、固溶Nが伸縮時の析出を促進することがあるので、0.015%以下にする必要がある。尚N含有量の好ましい上限は0.007%であり、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

【0027】本発明の高強度ポルトにおいては、上記成分の他(残部)は基本的に炭からなるものであるが、これら以外にも微量成分を含み得るものであり、こうした成分を含むものも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

る。またその特性を更に良好にするという観点からし、P、SおよびOについては、下記の様に抑制するのが良い。更に、本発明の高強度ボルトには、不可避的に不純物が含まれることになるが、それらは本発明の効果を得るに支障をきたすものではない。

【0028】P：0.03%以下（0%を含む）  
Pは粒界析出を起こして、耐遅れ破壊性を劣化させる元素である。そこでP含有量を0.03%以下とすることにより、耐遅れ破壊性の向上が図れる。尚P含有量は、0.015%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

【0029】S：0.03%以下（0%を含む）  
Sは鋼中でMnSを形成し、応力が負荷されたときにMnSが応力集中箇所となる。従って、耐遅れ破壊性の改善にはS含有量をできるだけ減少させることが必要となり、0.03%以下にするのが良い。尚S含有量は、0.01%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

166×（線径）-1.45V≤288×  
【0032】この工程によって、通常の圧延材よりも均質なバーライト組織が得られ、伸線前の強度上昇が図れる。圧延または鍛造終了温度が高過ぎると、オーステナイト粒径が粗大となり、バーライト/ジュールサイズの粗大化を招く。逆に、終了温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なバーライト組織が得られなくなる。こうした観点から、上記終了温度は800～1000℃とする必要がある。この加熱温度の好ましい範囲は850～950℃程度であり、更に好ましくは850～900℃程度である。

【0033】上記平均冷却速度Vが166×（線径）-1.4よりも小さくなると、均質なバーライト組織が得られなくなるばかりか、切断フェライトや初析セメンタイトが生成し易くなる。また平均冷却速度Vが288×（線径）-1.4よりも大きくなると、ベイナイトやマルテンサイトが生成し易くなる。

【0034】また本発明で用いる高強度線材は、上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、この鋼材を800～1000℃に加熱後、520～650℃の温度まで急冷し、その温度で恒温保持（パテンティング処理）する方法によっても、通常の圧延材より均質なバーライト組織が得られ、伸線前の強度上昇が図れる。

【0035】この方法において、鋼材加熱温度の規定範囲については、上記圧延または鍛造終了温度と同じ理由で800～1000℃とする必要がある。この加熱温度の好ましい範囲は、上記と同じである。パテンティング処理は、ソルトバス、鉛、流動層等を利用し、加熱した線材をできるだけ速い冷却速度で急冷することが望ましい。また均質なバーライト組織を得るには、520～650℃で恒温処理をすることが必要である。この恒温処理温度の好ましい温度範囲は、550～600℃である。

【0030】O：0.005%以下（0%を含む）

Oは軟化温度では鋼にほとんど固溶せず、硬質の酸化物系化合物として存在し、伸線時にカービド析出を引き起こす原因となる。従って、O含有量は極力少なくすべきであり、少なくとも0.005%以下に抑える必要がある。尚O含有量は、0.003%以下に低減することが好ましく、より好ましくは0.002%以下に低減するのが良い。

【0031】本発明で素材として用いる高強度線材は、様々な方法によってその組織を調整することができ、その代表的な方法について説明する。その方法の一つとして、まず上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800～1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造を行なった後、平均冷却速度V（℃/秒）が下記（1）式を満足する様に400℃まで冷却し、引き続き放冷する方法が挙げられる。

...（1）  
Vは最も好ましい恒温保持温度はTTT線図のバーライト/フェライト近の温度である。

【0036】一方、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800～1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造した後、5℃/秒以上の平均冷却速度で520～750℃の温度まで冷却し、その温度から1.0℃/秒以下の平均冷却速度で200秒以上保持し、引き続き放冷することによっても、通常の圧延材よりも均質なバーライト組織が得られ、伸線前の強度上昇が図れる。こうした方法を採用するときの各工程における作用は下記の通りである。

【0037】まず圧延または鍛造終了後温度の規定範囲については、上記鋼材加熱温度と同様の理由で800～1000℃とする必要がある。またこの温度の好ましい範囲は、上記と同様である。熱間圧延後または熱間鍛造後の冷却速度が高過ぎると、冷却中にフェライト変態を引き起こす可能性があり、できるだけ速い冷却速度で冷却することが好ましい。そこでこのときの冷却速度は5℃/秒以上と規定した。この冷却速度の好ましい範囲は、10℃/秒以上であり、より好ましくは30℃/秒以上である。この冷却には520～750℃まで冷却する必要があるが、この冷却終了温度が520℃未満または750℃を超える、その後の放冷によってバーライト以外の組織が生成し易くなる。

【0038】上記で冷却した後は、均質なバーライト組織を得るという観点から、その温度（520～750℃の温度：徐冷開始温度）から1.0℃/秒以下の平均冷却速度で冷却（徐冷）しつつ200秒以上保持する必要がある。このときの平均冷却速度が1.0℃/秒よりも速くなったり、保持時間が200秒未満になると、バーライト組織に変態する前に放冷されて、ベイナイトや

マルテンサイトが生成し易くなる。尚この冷却速度の好ましい範囲は、0.5℃/秒以下であり、より好ましくは0.2℃/秒以下とするのが良い。また上記保持時間の好ましい範囲は、300秒以上であり、より好ましくは600秒以上とするのが良い。尚TTT線図のバーライト/フェライト近の温度に長く保持することが最も好ましい。

【0039】上記の様にして得られた高強度線材を使用し、所定の長さに切断した後、（1）両端部をねじねじまたは切削によりねじ加工するか（スタッドボルトにする）、或は（2）温間鍛造によりその一端部にボルト頭部を形成し、温間鍛造前または後に他端部をねじねじまたは切削によりねじ加工すること、等によって優れた耐遅れ破壊特性および強度を発揮するボルトが得られる。尚上記（2）の方法においてボルト頭部を形成する際は、温間鍛造法を採用するのは、線材の強度が高いため、適

試験鋼	化学成分(質量%)										その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O			
B	0.62	0.61	0.49	0.006	0.003	0.028	0.004	0.0006	-	-	
C	0.81	0.82	0.50	0.007	0.003	0.030	0.005	0.0007	-	-	
D	0.97	0.82	0.45	0.008	0.003	0.027	0.005	0.0006	-	-	
E	1.30	0.90	0.83	0.005	0.003	0.031	0.005	0.0007	-	-	
F	0.84	1.23	0.53	0.004	0.004	0.030	0.005	0.0007	-	-	
G	0.90	2.23	0.50	0.006	0.003	0.033	0.005	0.0006	-	-	
H	0.88	0.83	0.10	0.005	0.003	0.031	0.006	0.0005	-	-	
I	0.87	0.85	1.22	0.006	0.002	0.030	0.006	0.0005	-	-	
J	0.92	0.79	0.73	0.008	0.002	0.032	0.006	0.0008	Co0.43	-	
K	0.87	0.78	0.61	0.005	0.003	0.029	0.005	0.0007	Cr0.31	-	
L	0.85	0.80	0.50	0.006	0.002	0.030	0.005	0.0008	Mn0.20	-	
M	0.92	0.87	0.71	0.005	0.003	0.035	0.006	0.0008	Ti0.03	-	
N	0.88	0.89	0.68	0.004	0.002	0.028	0.010	0.0007	Nb0.05	-	
O	0.87	0.84	0.70	0.007	0.003	0.030	0.012	0.0005	W0.30	-	
P	0.85	0.85	0.75	0.005	0.002	0.030	0.011	0.0008	Mo0.05	-	
Q	0.82	0.80	0.72	0.006	0.003	0.029	0.005	0.0008	Ti0.02,B0.005	-	
R	0.82	0.79	0.50	0.005	0.002	0.030	0.003	0.0006	Ti0.02,B0.0014	-	
S	0.89	1.01	0.54	0.006	0.002	0.030	0.005	0.0007	-	-	
T	0.34	0.19	0.70	0.005	0.003	0.033	0.003	0.0005	Cr0.05,Mn0.18	-	

常の冷却速度では所定のボルト形状に成形しにくいという理由からである。

【0040】以下本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のもではなく、前、後記の趣旨に倣して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0041】

【実施例1】

下記表1に示す化学成分組成を有する供試鋼を用い、線径：11mmφまたは14mmφまで圧延終了温度が約930℃になる様に熱間圧延した後、平均冷却速度Vを4.1～12.3℃/秒（下記表2）の範囲として面風冷却した。その後、線径：7.06mmまで伸線した（伸線率：59.9%、75.5%）。

【0042】

【表1】

【0043】得られた各種線材を用い、図1に示すM8×P1.25のスタッドボルトを複製し、遅れ破壊試験を行なった。遅れ破壊試験は、ボルトを酸中に浸漬後（15%HC1×30分）、水洗・乾燥して大気中で応力負荷（負荷応力は引張り強さの90%）し、100時間後の破断の有無で評価した。また切断フェライト、初析セメンタイト、ベイナイト、マルテンサイトまたはパテンティング後の分層を下記の方法で行ない、各組織の面積率を求めた。更に、バーライト/ジュールサイズを、下記の方法で測定した。このときは較の爲に、一部のものは、焼入れ・焼戻しを行って100%焼き戻しマルテンサイト組織にしたものについても遅れ破壊試験を行なった（後記表2のNo.19）。

【0044】（各組織の面積率）線材の横断面を埋め込み、研磨後、5%のピクリン酸アルコール液に15～30秒間浸漬して腐食させた後、走査型電子顕微鏡（SEM）によって200倍～500倍撮影し、バーライト組織部分を測定した。面分析装置によって各組織の面積率を求めた。尚バーライト組織と区別がつかない、ベイナイト組織や初析フェライト組織については、図2（面分析顕微鏡写真）に示す様な組織をベイナイト組織とし、図3（面分析顕微鏡写真）に示す様な組織を初析フェライト組織と判断した。これらの組織の傾向として、初析フェライトと初析セメンタイトは、旧オーステナイト組織に沿って針状に析出し、マルテンサイトは塊状に析出している。

【0045】（バーライト/ジュールサイズの測定方法）線材の横断面を埋め込み、研磨後、1～2%のナイタル液に2～10秒間浸漬した後、光学顕微鏡によ



試験 No.	切折フェライト 面積率(%)	切折フェライト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	備考
27	7	0	0	0	93	8.5	8.5	8.5	8.5	実施例
28	11	0	0	0	89	8.3	8.3	8.3	8.3	実施例
29	6	0	0	0	94	8.4	8.4	8.4	8.4	実施例
30	0	0	0	10	90	8.8	8.8	8.8	8.8	比較例
31	42	0	0	0	58	9.8	9.8	9.8	9.8	比較例
32	48	0	0	0	54	8.2	8.2	8.2	8.2	比較例
33	28	0	0	6	72	8.2	8.2	8.2	8.2	比較例
34	0	0	0	32	10	68	8.4	8.4	8.4	比較例
35	0	0	0	20	17	63	8.3	8.3	8.3	比較例
36	0	0	0	11	32	67	8.2	8.2	8.2	比較例

[0057]

[表8]

試験 No.	切折強度 (N/mm <sup>2</sup> )	切折強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	伸縮率 (%)	伸縮率 (%)	伸縮率 (%)	伸縮率 (%)	備考
27	11.0	1216	7.06	1688	69	良好	良好	○	実施例
28	11.0	1220	7.06	1572	69	良好	良好	○	実施例
29	11.0	1202	7.06	1555	59	良好	良好	○	実施例
30	11.0	1232	7.06	1682	69	良好	良好	x	比較例
31	11.0	1108	7.06	1455	59	良好	良好	x	比較例
32	11.0	1133	7.06	1495	59	良好	良好	x	比較例
33	11.0	1159	7.06	1559	59	良好	良好	x	比較例
34	11.0	1284	7.06	1559	59	良好	良好	x	比較例
35	11.0	1233	7.06	1559	59	良好	良好	x	比較例
36	11.0	1331	7.06	1559	59	良好	良好	x	比較例

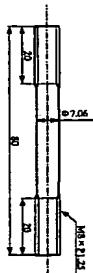
【0058】これらの結果から明らかな様に、本発明で規定する要件を満たすボルトは、引張り強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上であっても、優れた耐遅れ破壊性を有していることがわかる。

【0059】本発明は以上の様に構成されており、引張り強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトが実現できた。

【図1】

【図2】

【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 並村 裕一  
神戸市灘区道浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 栗木 信彦  
神戸市灘区道浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 横井 浩一  
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 家口 浩  
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内